

低钪含量 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 铝合金的组织性能研究

朱必武^{1,2}, 肖 罡³, 刘 筱¹, 叶 帆¹, 张 维², 崔晓丽⁴, 詹海鸿⁵, 刘文辉¹

(1. 集美大学 海洋装备与机械工程学院, 福建 厦门 361021)

(2. 湖南科技大学 高效轻合金构件成形技术及耐损伤性能评价湖南省工程研究中心, 湖南 湘潭 411201)

(3. 江西铜业技术研究院有限公司, 江西 南昌 330096)

(4. 广东海洋大学 材料科学与工程学院, 广东 阳江 529500)

(5. 中南大学 轻合金研究院, 湖南 长沙 410083)

摘要: 利用OM、SEM、TEM和万能材料试验机研究了低钪含量(0.02%、0.07%、0.12%, 质量分数) Al-Zn-Mg-Cu-Zr 铝合金的析出行为与力学性能之间的关系。结果表明: 随着钪含量的增加, 合金中铸态组织逐渐细化, 晶界处粗大第二相增加, 削弱了细晶强化效果; 轧制+T6态下的 $Al_3(Sc,Zr)$ 相抑制主强化相 η' 相的析出, 随着合金中钪含量的增加抑制效果更为明显, 从而弱化析出强化效果; 合金晶粒的细化有利于拉伸过程形成更多更细小的韧窝, 提升板材延伸率; 钪含量为0.02%Sc的合金在经过轧制+T6热处理后综合力学性能优良, 其抗拉强度为683 MPa、延伸率为21%。

关键词: 钪; 铝合金; 轧制; 力学性能; $Al_3(Sc,Zr)$ 相

中图分类号: TG135^{+.1}; TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)03-0722-08

1 引言

Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金具有低密度、高比强度、良好的成形性能等优点, 在航空航天、轨道交通等领域拥有广泛的应用前景^[1-4]。研究发现, Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金中添加 Sc 元素可生成具有高热稳性的 Al_3Sc 相, 可有效地提升合金的力学性能^[5-6]。

Kodetová 等^[7]通过在 Al-Zn-Mg-Cu 合金中添加 0.19%Zr 和 0.23%Sc, 经过冷轧+退火处理后析出具有强化作用的 $Al_3(Sc,Zr)$ 粒子, 从而提升合金硬度。郑晓静等^[8]在含 Zr 的 Al-Zn-Mg-Cu 合金中添加 Sc 元素, 发现当 Sc 含量为 0.26% (质量分数) 时, 合金具有最佳的力学性能, 其挤压棒材经 470 °C/1 h+120 °C/24 h 热处理后, 抗拉强度为 689 MPa。Li 等^[9]研究发现, 添加 0.24%Sc 和 0.12%Zr (质量分数) 能促进 Al-5.42Zn-1.98Mg-0.35Mn 合金板材中析出 $Al_3(Sc,Zr)$ 粒子, 从而抑制再结晶, 提升合金抗拉强度, 而且 Sc 和 Zr 有利于使晶界析出相粒子呈离散分布。Zhang 等^[10]研究 Al-8.82Zn-2.08Mg-0.8Cu-0.31Sc-0.3Zr 热挤压棒材时发现, 合金在 (120 °C/15 h) 时效处理时会析出 $Al_3(Sc,Zr)$ 粒子, 在 GP 区和亚稳相 η' 的共同作用下, 合金的抗拉强度高达 747 MPa、延伸率为 11%。虽然 Sc 元素的添加可为铝合金带来诸多益处, 但过量添加也会带来不利的影响。Elagin 等^[11]研究发现,

在含 Cu 和 Sc 的铝合金中, 当 Cu 含量大于 1.5% (质量分数) 且 Sc 含量大于 0.2% (质量分数) 时, 就极易形成具有四方结构的粗大 W(AlCuSc) 相。该相在合金凝固过程中形成, 且在热处理过程中难以重新溶解, 导致固溶淬火后合金基体中的 Cu 和 Sc 元素被大量消耗, 从而影响其他强化相 (如 Al_2Cu 、 Al_3Sc 和 $MgZn_2$) 的形成。另外, 由于 W 相的尺寸较大, 且多分布于晶界处, 在动态载荷或冲击条件下可能导致应力集中, 促使晶间断裂, 从而降低合金的断裂韧性和抗疲劳性能^[12-14]。Leng 等^[15]研究发现, 在 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金中添加 0.1%Sc (质量分数), 可使合金抗拉强度提升 21%; 但随着 Sc 含量的增加, 合金中的主要强化相 η' ($MgZn_2$) 相的析出明显受到抑制, 从而降低合金析出强化效果。Lu 等^[16]也发现了在 Al-Zn-Mg-Cu 合金中添加高于 0.20%Sc (质量分数) 后, Sc 元素不仅存在于 $Al_3(Sc,Zr)$ 粒子中, 还生成了一定数量的 W(AlCuSc) 相, 从而导致合金力学性能下降。

综上所述, 目前研究的铝合金 Sc 含量都比较高, 通过析出 $Al_3(Sc,Zr)$ 粒子优化合金微观组织, 提升合金力学性能。然而, 过量的 Sc 不仅会抑制 η' 相等强化相的析出, 还会生成对力学性能有害的 W(AlCuSc) 相, 增加成本的同时还弱化析出强化效果。基于此, 本工作研究了 3 种低 Sc 含量 (0.02%、0.07%、0.12%, 质量分数) 的 Al-Zn-

收稿日期: 2024-08-26

基金项目: 国家自然科学基金(52475356, 52471132, 52471055, 52475357, U21A20130); 江西省自然科学基金杰出青年基金(20224ACB218002); 福建省自然科学基金杰出青年基金(2024J010031)

作者简介: 朱必武, 男, 1984年生, 博士, 副教授, 集美大学海洋装备与机械工程学院, 福建 厦门 361021, E-mail: zmbh4538@163.com

Mg-Cu-Sc-Zr合金,系统研究了不同Sc含量对合金微观组织和力学性能的影响规律,深入讨论合金微观组织演变机制和强韧化机制,旨在为低钪铝合金的开发和工艺设计提供理论支持。

2 实验

试验原料包括工业纯铝(纯度98.8%)、工业纯镁(纯度99.9%)、工业纯锌(纯度99.9%)以及Al-50%Cu、Al-5%Sc、Al-5%Zr等中间合金为原料,按设计化学成分配制原料后在普通重力熔炼炉中进行熔炼。将纯铝升温至720℃至熔化,保温;接着升温至750℃,并依次放入Al-50%Cu、Al-5%Sc、Al-5%Zr等中间合金进行搅拌,随后降温至680℃并依次加入纯镁和纯锌,熔炼过程中的保护气氛为氩气。另外,在加入合金前均对熔体进行扒渣处理,最后在熔炼温度加热至约740℃后加入六氯乙烷精炼排渣除气,待熔体冷却至约700℃时浇铸在直径为82mm的45钢模具中,模具温度为室温,得到尺寸为 $\Phi 82\text{ mm} \times 250\text{ mm}$ 的铸锭。随后将铸锭进行470℃均匀化处理后进行轧制,轧制温度为430℃,保温时间为1h,每道次轧制15%,每道次间退火15min,总下压量75%,最后对轧制态合金进行T6热处理。通过化学分析测定试样的化学成分,如表1所示。

采用TMDHV-10002型维氏硬度计进行硬度测试,测试硬度前将试样打磨平整以降低测试误差,均匀选取8个位置测硬度,取其平均值。采用4XC-MS型光学显微镜进行显微组织观察,试样所用腐蚀剂为体积分数10%的氟硼酸溶液,抛光后腐蚀,用乙醇洗净吹干。采用SU3500型扫描电子显微镜对试样进行第二相种类、分布

和形貌的分析,并用能谱仪(EDS)对相的成分进行测定。拉伸试验在Instron 3369万能电子拉伸机上进行,拉伸速率为1mm/min,在室温下进行。采用FEI Tecnai F20型透射电镜对析出相进行分析表征,试样研磨到80 μm 以下,利用冲样机将试样制成 $\Phi 3\text{ mm}$ 的圆片然后在双喷电液减薄仪上进行减薄、穿孔。

3 结果与分析

3.1 Sc对合金组织的影响

3.1.1 Sc对合金铸态组织的影响

图1为不同Sc含量的Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr铝合金铸态组织OM照片。由图1可知,随着Sc含量的增加,合金的晶粒尺寸明显细化;Sc元素添加进Al-Zn-Mg-Cu-Zr合金可作为形核剂,在凝固过程中,形成很多的异质形核质点,增加了形核率,细化了晶粒,Sc元素含量越多,异质形核质点越多,晶粒细化越明显。由图1还可知,3种低钪含量合金均未发现明显的枝晶,在晶界和晶内可以观察到少量溶质原子聚集(如箭头所示),并随着钪含量的增加溶质聚集体积分数有所增加。

3.1.2 Sc对合金均匀化态组织的影响

图2为不同Sc质量分数Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr铝合金均匀化处理后的组织。由图2可知,经过均匀化处理后的合金晶内元素偏析基本消除,但是晶界处的第二相(如箭头所示)随着Sc含量增加而增加。图3为不同Sc质量分数Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr铝合金均匀化处理后的SEM形貌。表2为图3中不同标记位置的EDS分析结果。结合图3和表2可知,当Sc含量为0.12%(质量分数)时,D、E处存在Al、Zn、Mg、Cu、Zr、Sc元素,可知晶界处的这些第二相为T相(AlZnMgCu)和 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 相;当钪质量分数为0.02%和0.07%时,A、B、C晶界处的Cu元素含量较低,未检测到Sc元素。在高温保温过程中T相中会析出S(AlCuMg)相,晶界处T相会与S相相互缠结,T相向S相转化的程度随温度的升高和保温时间的延长而增大;由于Sc元素的原子半径较大,在凝固过程中基本固溶在基

表1 Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr alloy (wt%)

Alloy	Zn	Mg	Cu	Zr	Sc	Al
Al-0.1Zr-0.02Sc	5.77	1.21	1.51	0.10	0.02	Bal.
Al-0.1Zr-0.07Sc	5.84	1.22	1.58	0.10	0.07	Bal.
Al-0.1Zr-0.12Sc	5.63	1.20	1.60	0.10	0.12	Bal.

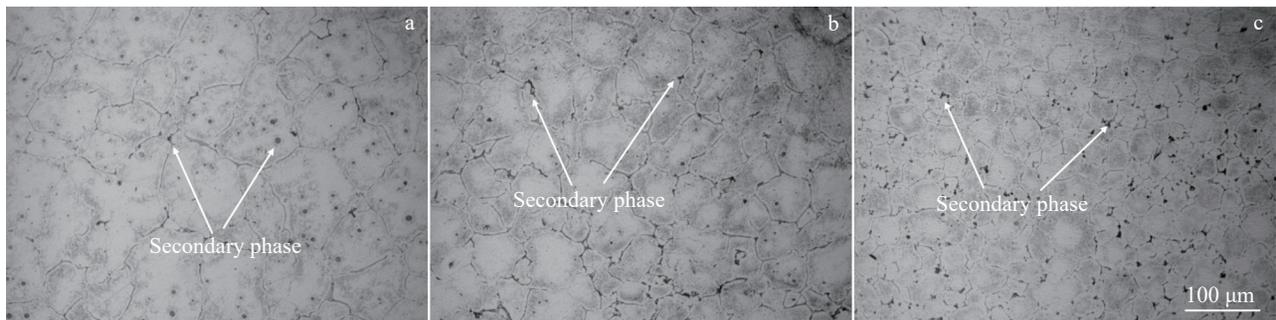


图1 Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr铝合金铸态OM组织

Fig.1 OM microstructures of as-cast Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr aluminum alloy with different Sc contents: (a) 0.02%, (b) 0.07%, and (c) 0.12%

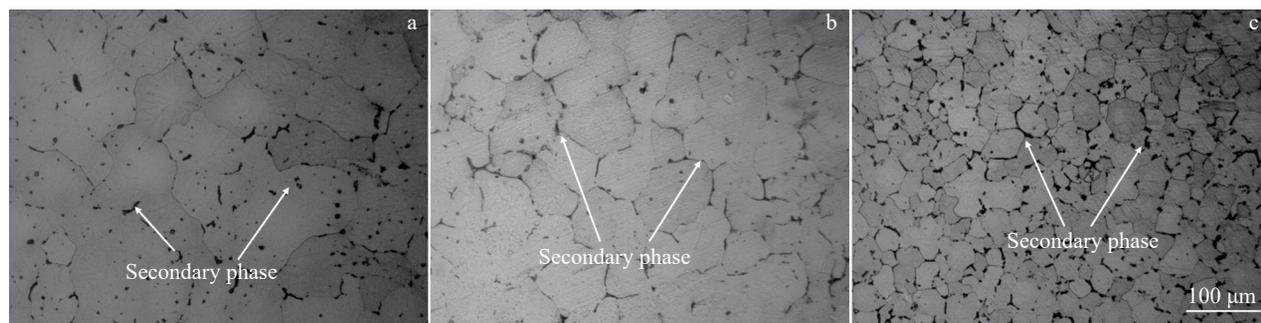


图2 不同钪含量Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr铝合金均匀化处理后的组织

Fig.2 Microstructures of Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr aluminum alloy with different Sc contents after homogenization treatment: (a) 0.02%, (b) 0.07%, and (c) 0.12%

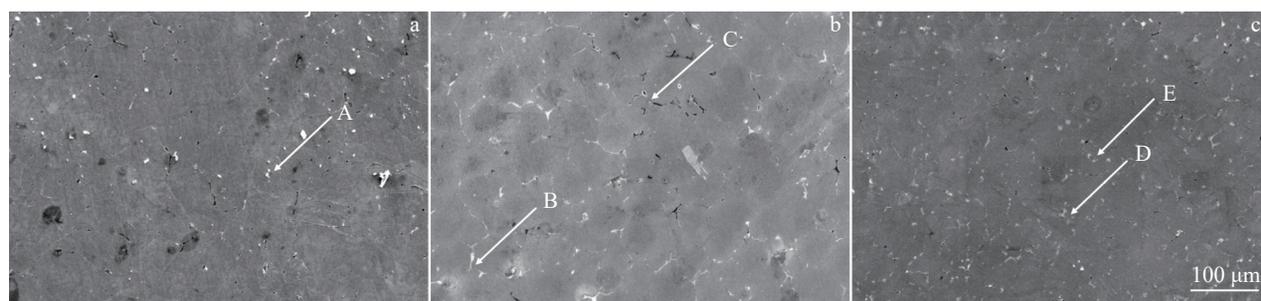


图3 不同钪含量Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr铝合金经不同均匀化处理后的SEM形貌

Fig.3 SEM morphologies of Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr aluminum alloy with different Sc contents after different homogenization treatments: (a) 0.02%, 470 °C/1 h; (b) 0.07%, 470 °C/1 h; (c) 0.12%, 480 °C/1 h

表2 图3中不同位置的EDS分析结果

Table 2 EDS analysis results of different marked positions in Fig.3 (wt%)

Position	Al	Zn	Mg	Cu	Zr	ZrSc
A	54.7	2.1	3.0	6.4	-	-
B	63.9	5.8	2.8	3.2	-	-
C	87.8	3.8	2.3	2.2	-	-
D	59.1	3.8	1.6	18.6	6.3	8.2
E	56.5	5.1	1.1	20.2	4.8	8.7

体中形成过饱和固溶体, 残留的Sc原子则倾向于在晶界处富集形成含钪T相, 这些化合物会抑制合金中铝元素及其他元素的扩散, 减缓晶粒的生长速率, 起到细化晶粒的作用^[17]。Sc与Al-Zn-Mg-Cu合金中的Mg和Zn不会形成化合物, 且在Cu质量分数不超过1.5%以及Sc质量分数低于0.2%的情况下, 合金中不会出现不利于力学性能提升的W相(AlCuSc)^[18]。

3.1.3 Sc对合金轧制态组织的影响

图4为不同Sc质量分数Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr合金进行75%变形量轧制后的组织。由图4可知, 合金经过轧制后, 晶粒沿着轧制方向被拉长, 晶界变得模糊, 合金的晶粒尺寸大小比较均匀, 且沿轧制方向规律排列。经过轧制变形后的粗大第二相基本被轧碎, 破碎的第二相沿

着轧制方向呈链状分布(如图4a~4c左下角局部高倍图所示)。另外, 轧制变形引入了位错, 为后续热处理过程中析出相的非均质形核提供扩散通道, 有利于Al₃(Sc,Zr)粒子和η'相的析出。轧制变形量使得晶粒沿轧制方向完全被拉长呈纤维状, 如箭头所示。当钪质量分数为0.02%时, 晶粒被拉得细长, 晶界周围分布着数量较少的轧碎第二相; 当钪质量分数为0.07%和0.12%时, 晶粒晶界处的第二相有所增多, 这些第二相在拉伸过程中往往会成为裂纹源。

3.1.4 Sc对合金轧制+T6态组织的影响

图5是不同Sc含量轧制态合金经过T6热处理后的微观组织。相比轧制态合金, 经过固溶时效处理后的合金中晶界处的第二相明显减少。如图5a所示, 经过T6处理后的0.02%Sc(质量分数)合金中第二相以点状断续沿着晶界分布(如箭头所示)。且由于较大的变形量, 在轧制过程中存储了大量变形能, 在经过固溶热处理的时候得以释放, 变形的晶粒有长大的趋势。图5b是0.07%Sc合金轧制后固溶时效的金相组织。晶界处的第二相为含Sc相, 但由于Sc原子比Al原子更大, 且Sc元素在Al基体中溶解度有限, 剩下的Sc原子则会倾向于在晶界处聚集, 从而晶界处的第二相较多, 所以相较于0.02%Sc合金相同的变形量的轧碎效果较弱。图5c是0.12%Sc合金轧制后固溶时效的金相组织。由于其Sc含

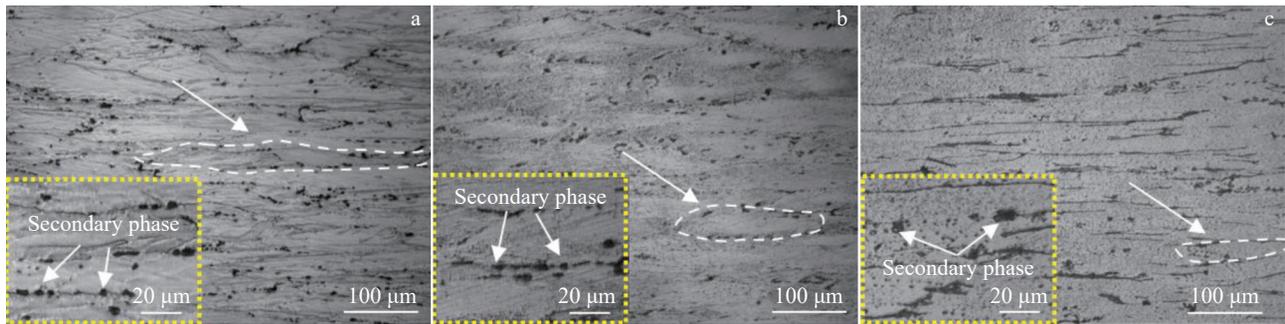


图4 不同钪含量Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr铝合金轧制态的金相组织

Fig.4 OM microstructures of Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr aluminum alloy with different Sc contents after rolling: (a) 0.02%, (b) 0.07%, and (c) 0.12%

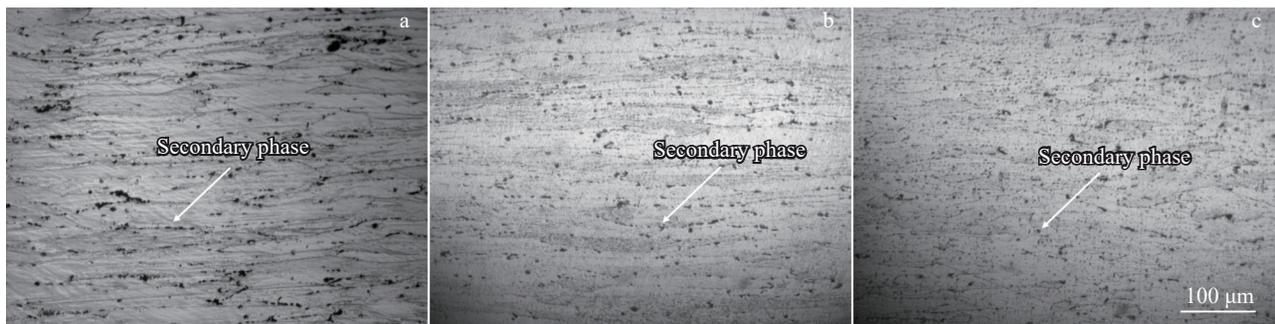


图5 不同钪含量Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr铝合金轧制+T6热处理的金相组织

Fig.5 OM microstructures of Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr aluminum alloy with different Sc contents after rolling+T6 heat treatment: (a) 0.02%, (b) 0.07%, and (c) 0.12%

量升高, 偏聚在晶界处的含Sc第二相增加, 导致轧碎的整体效果较弱, 从而能溶进基体的第二相减少, 这些没有溶进基体的第二相在拉伸过程中往往会成为裂纹萌生的源头。

图6是0.02%Sc轧制态合金经过T6热处理后的TEM照片。从图6a以看到呈“马蹄状”的第二相粒子和大量的纳米相(图6b)。结合文献[19]和电子衍射花样(图6c)对纳米相进行分析发现, 马蹄状第二相粒子为 $Al_3(Sc,Zr)$ 相, 纳米相为 η' 相。 η' 相和 $Al_3(Sc,Zr)$ 粒子在晶粒内部呈弥散分布, 这些第二相粒子可以通过阻碍位错运动和亚晶界的迁移来抑制再结晶; 轧制变形量越高, 引入的位错也就越多, 高密度的位错有较强的热扩散能力, 所以在位错和空位会加速析出 η' 相。Al-Zn-Mg-Cu系合金中主要的强化相是 η' 相, 有研究表明^[17]少量的Sc不会抑制 η' 相的析出, 但是当Sc含量过高, 就会在一定程度上抑制 η' 相的析出, $Al_3(Sc,Zr)$ 粒子只有在后续热处理中析出的二次粒子才会有强化效果, 大多数的 $Al_3(Sc,Zr)$ 粒子在过饱和基体中析出, 这些第二相有效的钉扎在了晶界, 阻碍了亚晶的出现和生长。同时, 从图中还可以观察到亚晶界和位错, 这些位错会把晶粒分割成亚晶(见图6e), 降低界面能。 $Al_3(Sc,Zr)$ 会强烈钉扎在亚晶界, 阻碍亚晶界的运动, 使得位错滑移所需的切应力大大提高而难以启动, 从而稳定了亚晶粒结构, 抑制了合金的再结晶。

3.2 Sc对合金性能的影响

3.2.1 Sc对合金铸态性能的影响

图7为不同Sc含量合金铸态时的显微硬度测试结果。由图7可知, 当Sc的含量增加时, 合金的显微硬度略微上升, Sc含量为0.12%的合金硬度最高, 硬度为125.6 HV。结合图1和Hall-Petch关系可知, Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr合金的晶粒直径越小, 其强度就越大, 同时硬度大小在一定程度上可以反映强度的大小^[20-23], 所以晶粒直径越小的合金硬度越高。

3.2.2 Sc对合金均匀化态性能的影响

图8为Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr合金进行1h均匀化后的硬度结果。随着Sc含量的增加, 合金的硬度呈降低的趋势, 硬度最高的合金是Sc质量分数0.02%的合金。Sc含量增加使晶粒细化效果更明显, 根据Hall-Petch关系可知, 强度大小往往能反映硬度的大小, 合金强度越大, 硬度越高; 但是随着Sc含量的增加, 晶界处的粗大第二相增多, 这些第二相大多是脆性相且难以溶解, 偏聚的粗大第二相割裂了基体, 削弱了晶粒细化的强化作用, 从而导致硬度降低。

3.2.3 Sc对合金轧制态性能的影响

图9是不同Sc含量的Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr合金进行轧制后的硬度测试结果。由图9可知, Al-Zn-Mg-Cu-

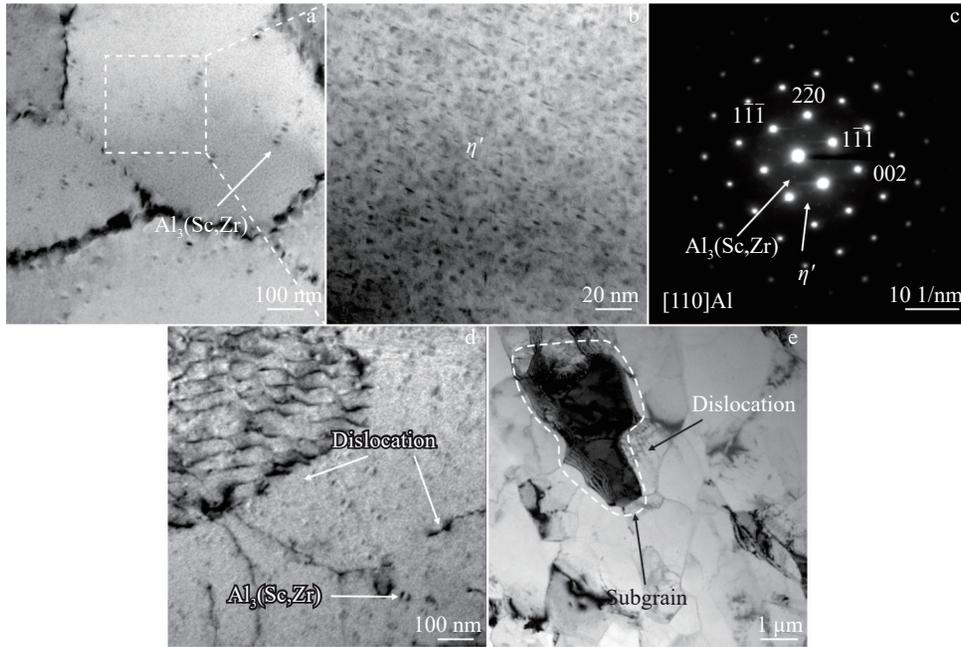


图6 0.02% Sc 轧制+T6 热处理后 Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr 铝合金的 TEM 照片

Fig. 6 TEM image of Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr aluminum alloy with addition of 0.02% Sc after rolling+T6 heat treatment: (a–b) intragranular precipitates; (c) SAED pattern; (d–e) dislocation distribution

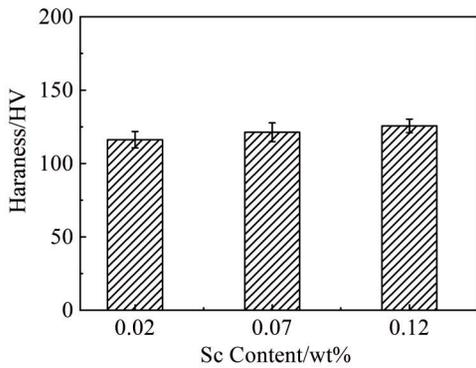


图7 不同钪含量铸态 Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr 铝合金的显微硬度

Fig.7 Microhardness of as-cast Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr aluminum alloys with different Sc contents

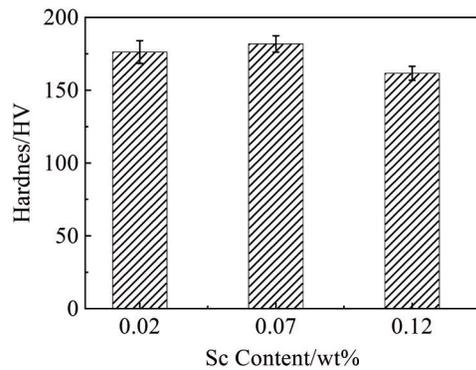


图9 不同钪含量 Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr 铝合金轧制后的显微硬度

Fig.9 Microhardness of Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr aluminum alloys with different Sc contents after rolling

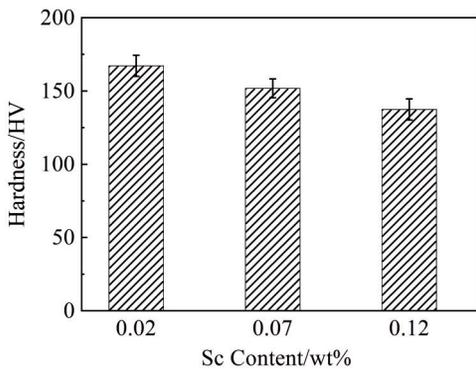


图8 不同钪含量均匀化态 Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr 铝合金的显微硬度

Fig.8 Microhardness of homogenized Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr aluminum alloys with different Sc contents

Sc-Zr 合金显微硬度随着 Sc 含量的增加先增大而减小，硬度最高的是 Sc 含量为 0.07% 的合金，其原因是 Sc 含量增加一方面晶粒细化使得合金力学性能上升；另一方面 Sc 含量增加导致晶界处偏析加重割裂了基体，这两方面原因使得轧制态合金硬度最高的合金 Sc 含量为 0.07%。图 10 为不同 Sc 含量合金经过轧制后拉伸性能检测结果。Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr 合金在经过轧制后，合金的抗拉强度随着 Sc 含量的增加出现先增加后减小的趋势，轧制态合金的延伸率随着 Sc 含量增加有降低的趋势。当 Sc 含量为 0.07% 时合金的抗拉强度最高，其抗拉强度为 648 MPa，延伸率为 21%。当 Sc 含量较低时，一方面对合金晶粒细化的效果较弱，晶粒较大细晶强化较弱，合金强度不高，

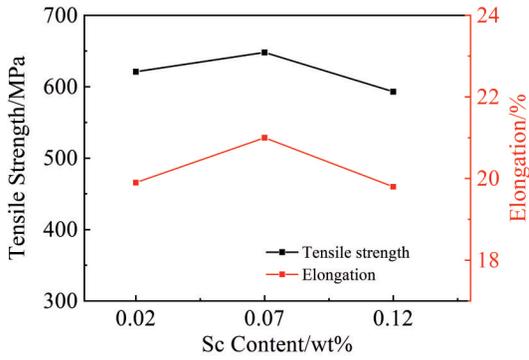


图10 不同Sc含量Al-Zn-Mg-Cu-Zr铝合金轧制后的室温拉伸性能

Fig.10 Room temperature tensile properties of Al-Zn-Mg-Cu-Zr aluminum alloy with different Sc contents after rolling

随着Sc含量增加,晶粒细化越明显,晶粒细化使得合金产生细晶强化;另一方面由于Sc元素的增加,晶界处聚集了含Sc元素的化合物和T相,这些第二相是粗大硬脆相,尽管在轧制过程中有大量的第二相被轧碎,但是由于Sc含量高的合金晶界处第二相较多,被轧碎的体积分数较小,在合金拉伸变形过程中尺寸较大的硬脆相往往会不利于力学性能的提升,会削弱细晶强化带来的强化作用。

图11为不同Sc含量合金轧制变形量后拉伸断口形貌,箭头所指为断口韧窝。图11a为Sc质量分数0.02%的合金的拉伸断口形貌。由图11可知,0.02%Sc合金断口表面形貌由许多尺寸大小不一的韧窝组成,韧窝较大的组织深度也较深,属于韧性断裂。图11b是0.07%Sc

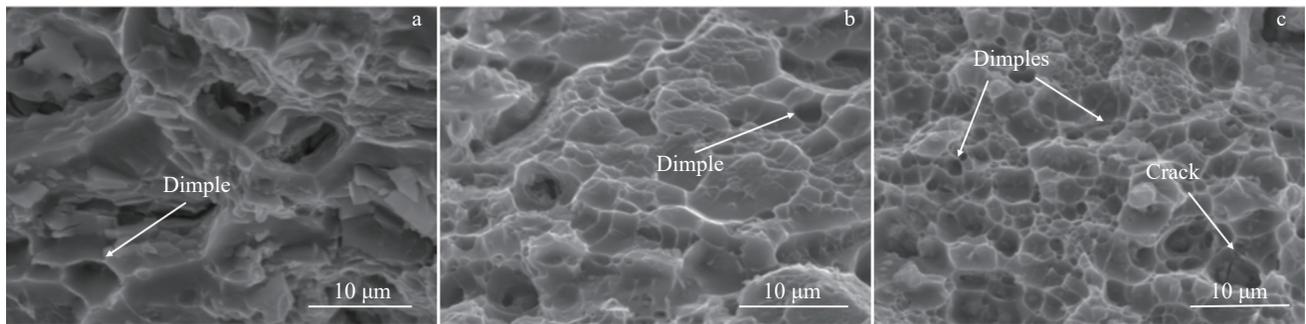


图11 不同钪含量Al-Zn-Mg-Cu-Zr铝合金轧制后拉伸断口形貌

Fig.11 Tensile fracture morphologies of Al-Zn-Mg-Cu-Zr aluminum alloys with different Sc contents after rolling: (a) 0.02%, (b) 0.07%, and (c) 0.12%

合金轧制后的断口表面形貌,从0.07%Sc合金中可以看到韧窝数量比0.02%Sc合金内的数量更多,同时深度也更浅,说明0.07%Sc合金延展性略高于0.02%Sc,且仍为韧性断裂。图11c为0.12%Sc合金的断口表面形貌,该合金的韧窝数目相比于0.07%Sc合金更多,韧窝深度也较浅,但是在断口处发现有破碎的晶粒导致裂纹的产生,使得合金的力学性能有所降低。

3.2.4 Sc对合金轧制+T6热处理后性能的影响

图12为不同Sc含量Al-Zn-Mg-Cu-Zr合金经过轧制+T6热处理后的抗拉强度和延伸率曲线。由图12可知,热处理后的Al-Zn-Mg-Cu-Zr合金的抗拉强度随Sc含量的增加而减小,0.02%Sc、0.07%Sc和0.12%Sc合金抗拉强度分别为683、660、644 MPa。根据细晶强化机制,晶粒越细的时效合金理应具有较高的强度,然而从图12的力学性能结果来看,Sc的增加其力学性能反而降低。当Sc含量为0.02%时,合金经轧制+热处理后获得的综合力学性能最优,其抗拉强度为683 MPa,延伸率为21%。多项研究表明^[24-26],铝合金中次生Al₃(Sc,Zr)相的最佳析出温度在250~350℃之间,而合金制备的高温阶段包括轧制前保温(430℃)、固溶(470~480℃)和时效

(120℃),这3个阶段都不是次生Al₃(Sc,Zr)析出的最佳温度。由图6a和图6b可以看出,时效合金中虽然存在一定量的次生Al₃(Sc,Zr)相,但其尺寸较大,与主强化相η'相比,次生Al₃(Sc,Zr)相的析出强化效果有限。此外,在120℃峰时效状态下,由于Sc和Zr对空位的结合能高

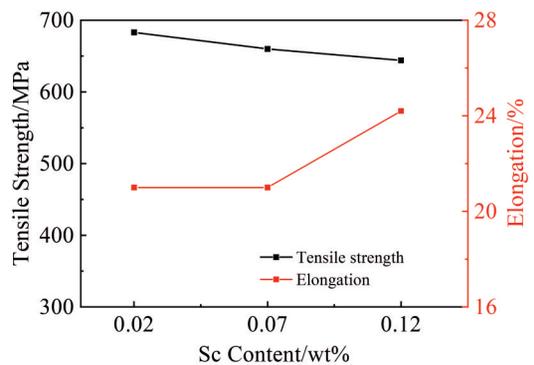


图12 不同钪含量Al-Zn-Mg-Cu-Zr铝合金轧制+T6热处理后的室温拉伸性能

Fig.12 Room temperature tensile properties of Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloys with different Sc contents after rolling+T6 heat treatment

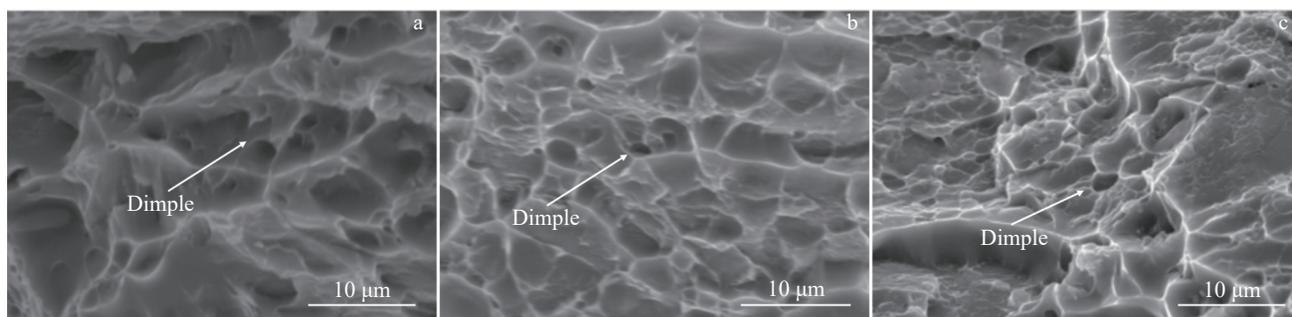


图 13 不同钪含量 Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr 铝合金轧制+T6 热处理后断口形貌

Fig.13 Fracture morphologies of Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr aluminum alloys with different Sc contents after rolling+T6 heat treatment: (a) 0.02%, (b) 0.07%, and (c) 0.12%

于 Mg 和 Zn 对空位的结合能, Sc/Zr 原子通过空位转变为 $Al_3(Sc,Zr)$ 相, Mg/Zn 原子通过空位转变为 η' 相的数目减少, 使得 Sc 的加入降低了合金中 η' 相的数量密度, 并且在 120 °C 下时效会增大 η' 相的尺寸^[26]。

对比图 10 和图 12 中合金的延伸率可知, 0.12%Sc 轧制态合金经过热处理后, 延伸率增加; 当 Sc 含量由 0.02% 增加至 0.12% 时, 合金延伸率增大, 其原因是由于合金的晶粒随 Sc 含量增加而逐渐细化, 而细小纤维状晶粒有利于合金板材沿纤维长度方向拉伸时的塑性的发挥。添加微量的 Sc 能有效保留变形组织, 提高变形强化作用, 能有效地改善合金的塑性。时效过程中析出的 $Al_3(Sc,Zr)$ 相能够很好地钉扎位错和亚晶界, 有效地阻碍亚晶界的迁移和合并, 从而抑制热轧过程中动态再结晶和动态回复的发生^[27]。

图 13 不同 Sc 质量分数合金制变形及热处理后的断口形貌, 从图中可观察到大小不一的韧窝, 如箭头所示。图 13a 是 0.02% 合金拉伸断口形貌, 断口表面光滑, 韧窝尺寸较深, 韧窝数量相较于热处理前有所增加的趋势, 表明 0.02%Sc 轧制态合金经过热处理之后拉伸韧性得到了改善。图 13b 是 0.07% 合金拉伸断口形貌, 韧窝小且多, 其塑性相对于热处理前有所提升。图 13c 是 0.12% 合金拉伸断口形貌, 韧窝深度变深, 其韧性得到了改善。

4 结论

1) 加入较低含量(0.02%、0.07%、0.12%, 质量分数)的钪能使合金获得高强度的同时具有良好的延伸率, 钪含量为 0.02% 的合金经轧制+T6 热处理后获得综合力学性能最优, 其抗拉强度为 683 MPa, 延伸率为 21%。

2) 随着 Sc 含量的增加, 合金组织的晶粒细化越明显, 同时晶界处粗大第二相偏聚更严重, 导致基体被割裂; 晶粒细小的合金在拉伸过程中的韧窝更多更细小, 有利于塑性提升, 但 0.12%Sc 合金韧窝附近存在第二相粒子削弱了塑性; 轧制态合金经 T6 热处理后, 第二相回溶到基体或转变为更细小的弥散分布相, 析出了主强化相

η' 相和具有强化效果的 $Al_3(Sc,Zr)$ 相。

3) T6 热处理后的 Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr 铝合金在时效析出过程中析出了具有强化作用的 $Al_3(Sc,Zr)$ 相和 η' 相, 但是随着钪含量的增加, Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr 合金中 $Al_3(Sc,Zr)$ 相抑制 η' 相析出越明显, $Al_3(Sc,Zr)$ 相对晶粒细化和钉扎位错的强化效果弱于 η' 相被抑制析出带来的削弱效果。

参考文献 References

- [1] Zhang Xinming(张新明), Deng Yunlai(邓运来), Zhang Yong(张勇). *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2015, 51(3): 257
- [2] Lv Hongwei(吕洪伟), Zhang Zhijie(张志杰), Luo Jinjie(罗金杰) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2023, 52(3): 1087
- [3] Ma Chenxi(马晨曦), Rong Li(荣莉), Wei Wu(魏午) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2024, 53(10): 2960
- [4] Cui Xiaoming(崔晓明), Cui Hao(崔昊), Zhao Xueping(赵学平) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2023, 52(9): 3179
- [5] Dai Xiaoyuan(戴晓元), Xia Changqing(夏长清), Liu Changbin(刘昌斌). *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2006, 35(6): 913
- [6] Cui Xiaoming(崔晓明), Liang Shaobo(梁绍波), Zhao Xueping(赵学平) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2023, 52(5): 1603
- [7] Kodetová V, Vlach M, Kudrnová H et al. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*[J], 2020, 145(6): 1
- [8] Zheng Xiaojing(郑晓静), Wang Mingxing(王明星), Guo Qiaoneng(郭巧能) et al. *Special Casting & Nonferrous Alloys(特种铸造及有色合金)*[J], 2016, 36(8): 876
- [9] Li B, Pan Q, Huang X et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 616: 219
- [10] Zhang M, Liu T, He C N et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 658: 946
- [11] Elagin V I, Zakharov V V, Rostova T D. *Metal Science and Heat Treatment*[J], 1992, 34: 37

- [12] Norman A F, Hyde K, Costello F *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2023, A354: 188
- [13] Lee S L, Wu C T, Chen Y D. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2015, 24: 1165
- [14] Davydov V G, Rostova T D, Zakharov V V *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2000, 280(1): 30
- [15] Leng J F, Ren B H, Zhou Q B *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2021, 31(9): 2545
- [16] Lu Z, Jiang Y, Yu L *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 948: 169710
- [17] Li Heng(李亨), Tang Kai(唐楷), Wang Han(王汉) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2021, 31(9): 2403
- [18] Dai Xiaoyuan(戴晓元). *Study of Microstructure and Properties of Ultra-high Strength Al-Zn-Mg-Cu-Zr Alloys Containing Sc*(含钪Al-Zn-Mg-Cu-Zr超高强铝合金组织与性能的研究)[D]. Changsha: Central South University, 2008
- [19] Li Fangfang(李芳芳), Xu Guofu(徐国富), Li Yao(李耀) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2020, 30(2): 264
- [20] Zhang P, Li S X, Zhang Z F. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 529: 62
- [21] Li Weiyue(李维钺). *Metallurgical Standardization & Quality*(冶金标准化与质量)[J], 1994(11): 23
- [22] Wang Yinpei(王印培). *Fluid Machinery*(化工与通用机械)[J], 1982(12): 59
- [23] Mao Pingli(毛萍莉), Li Huayi(李华祎). *Journal of Shenyang University of Technology*(沈阳工业大学学报)[J], 2022, 44(3): 270
- [24] Lathabai S, Lloyd P G. *Acta Materialia*[J], 2002, 50(17): 4275
- [25] Dorin T, Ramajayam M, Babaniaris S *et al.* *Materialia*[J], 2019, 8: 100437
- [26] Guo Y H, Zhao N Q, Shi C S *et al.* *Journal of Wuhan University of Technology(Material Science Edition)*[J], 2018, 33: 680
- [27] Zuo Rui(左睿), Wei Wu(魏午), Huang Hui(黄晖) *et al.* *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2024, 48(2): 15

Microstructure and Properties of Al-Zn-Mg-Cu-Zr Alloy with Low Scandium Content

Zhu Biwu^{1,2}, Xiao Gang³, Liu Xiao¹, Ye Fan¹, Zhang Wei², Cui Xiaoli⁴, Zhan Haihong⁵, Liu Wenhui¹

(1. School of Marine Equipment and Mechanical Engineering, Jimei University, Xiamen 361021, China)

(2. Hunan Engineering Research Center of Forming Technology and Damage Resistance Evaluation for High Efficiency Light Alloy Components, Hunan University of Science and Technology, Xiangtan 411201, China)

(3. Jiangxi Copper Technology Research Institute Co., Ltd, Nanchang 330096, China)

(4. School of Materials Science and Engineering, Guangdong Ocean University, Yangjiang 529500, China)

(5. Light Alloy Research Institute, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The relationship between the mechanical properties and precipitation behavior of Al-Zn-Mg-Cu-Zr aluminum alloys with low Sc content (0.02wt%, 0.07wt%, 0.12wt%) was investigated by OM, SEM, TEM, and universal material testing machine. With the increase in Sc content, microstructure of as-cast alloy is gradually refined, and the coarse secondary phase at the grain boundary increases, thus weakening the effect of fine grain strengthening. In the alloy at rolling+T6 state, the $Al_3(Sc,Zr)$ phase inhibits the precipitation of the main strengthening phase η' , and the inhibition effect becomes more obvious with the increase in Sc content, thus weakening the precipitation strengthening effect. The grain refinement is conducive to the formation of more and finer dimples during the tensile deformation, thus improving the ductility of the alloy. The low Sc content alloy (0.02wt%) shows the excellent mechanical properties after rolling and T6 heat treatment, whose tensile strength and elongation are 683 MPa and 21%, respectively.

Key words: scandium (Sc); aluminum alloy; rolling; mechanical properties; $Al_3(Sc,Zr)$ phase

Corresponding author: Ye Fan, Ph. D., Lecturer, School of Marine Equipment and Mechanical Engineering, Jimei University, Xiamen 361021, P. R. China, E-mail: 202361000277@jmu.edu.cn